

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : 2003-226918
 (43)Date of publication of application : 15.08.2003

(51)Int.Cl. C21D 9/40
 C21D 1/06
 C22C 38/00
 C22C 38/18
 C23C 8/32
 F16C 33/32
 F16C 33/34
 F16C 33/62
 F16C 33/64

(21)Application number : 2002-194775 (71)Applicant : NTN CORP
 (22)Date of filing : 03.07.2002 (72)Inventor : OKI TSUTOMU

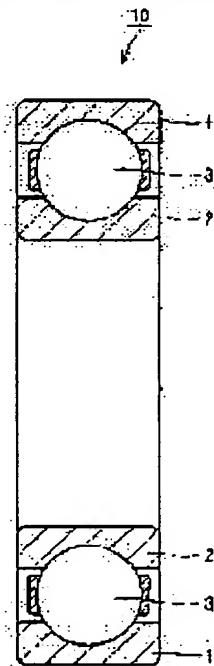
(30)Priority
 Priority number : 2001364516 Priority date : 29.11.2001 Priority country : JP

(54) BEARING PART, HEAT TREATMENT METHOD THEREFOR AND ROLL BEARING

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide bearing parts which have an elongated service life to rolling fatigue and high crack resistance, and in which the increase of the rate of dimensional changes with time is suppressed, to provide a heat treatment method therefor and a rolling bearing.

SOLUTION: Steel of bearing parts is subjected to carbo-nitriding treatment at a carbo-nitriding treatment temperature exceeding an A1 transformation point, and is thereafter cooled to a temperature less than the A1 transformation point. The steel is subsequently reheated to a quenching temperature exceeding the A1 transformation point and lower than the temperature in the carbo-nitriding treatment, and is thereafter subjected to quenching.



LEGAL STATUS

[Date of request for examination] 07.04.2005

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

BEST AVAILABLE COPY

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2003-226918

(P2003-226918A)

(43)公開日 平成15年8月15日 (2003.8.15)

(51)Int.Cl.¹
C 21 D 9/40
1/06
C 22 C 38/00
38/18
C 23 C 8/32

識別記号

F I
C 21 D 9/40
1/06
C 22 C 38/00
38/18
C 23 C 8/32

テ-マコ-ド(参考)
A 3 J 1 0 1
A 4 K 0 2 8
3 0 1 N 4 K 0 4 2

審査請求 未請求 請求項の数 8 O L (全 7 頁) 最終頁に続く

(21)出願番号 特願2002-194775(P2002-194775)
(22)出願日 平成14年7月3日 (2002.7.3)
(31)優先権主張番号 特願2001-364516(P2001-364516)
(32)優先日 平成13年11月29日 (2001.11.29)
(33)優先権主張国 日本 (JP)

(71)出願人 000102692
NTN株式会社
大阪府大阪市西区京町堀1丁目3番17号
(72)発明者 大木 力
三重県桑名市大字東方字尾弓田3066 エヌ
ティエヌ株式会社内
(74)代理人 100064746
弁理士 深見 久郎 (外5名)

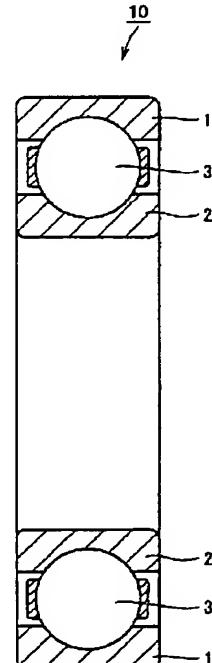
最終頁に続く

(54)【発明の名称】 軸受部品、その熱処理方法および転がり軸受

(57)【要約】

【課題】 転動疲労に対して長寿命であり、かつ高い割れ強度を有し、かつ経年寸法変化率の増大が抑制された軸受部品、その熱処理方法および転がり軸受を提供する。

【解決手段】 軸受部品の鋼をA₁変態点を超える浸炭窒化処理温度で浸炭窒化処理後、A₁変態点未満の温度に冷却した後、A₁変態点以上で浸炭窒化処理の温度未満の焼入れ温度に再加熱し、その後、焼入れを行なう。



【特許請求の範囲】

【請求項1】 軸受部品の熱処理方法であって、軸受部品用の鋼をA₁変態点を超える浸炭窒化処理温度で浸炭窒化処理した後、A₁変態点未満の温度に冷却し、その後、前記A₁変態点以上で前記浸炭窒化処理の温度未満の焼入れ温度域に再加熱し、焼入れを行なう、軸受部品の熱処理方法。

【請求項2】 前記焼入れ温度域が790℃～830℃の温度域である、請求項1に記載の軸受部品の熱処理方法。

【請求項3】 前記請求項1または2に記載の軸受部品の熱処理方法が行われ、オーステナイト結晶粒径が平均粒径で8μm以下である、軸受部品。

【請求項4】 軸受部品用の鋼からなる軸受部品であって、浸炭窒化層を備え、焼入れ後のミクロ組織において、そのオーステナイト結晶粒が平均粒径で8μm以下である、軸受部品。

【請求項5】 前記軸受部品の鋼が、浸炭窒化処理された表層以外の部分で、少なくとも炭素を0.6～1.2重量%、ケイ素を0.15～1.1重量%、マンガンを0.3～1.5重量%含む、請求項3または4に記載の軸受部品。

【請求項6】 前記軸受部品の鋼が、さらに、2.0重量%以下のクロムを含む、請求項5に記載の軸受部品。

【請求項7】 前記軸受部品が、転がり軸受における軌道輪および転動体の少なくとも一方である、請求項3～6のいずれかに記載の軸受部品。

【請求項8】 前記請求項3～7のいずれかの軸受部品を含む、転がり軸受。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】 本発明は、減速機、ドライブピニオン、トランスミッション用軸受などに用いられる軸受部品、その熱処理方法および転がり軸受に関し、より具体的には、転動疲労特性が長寿命で、かつ高度の耐割れ強度や耐経年寸法変化を有する軸受部品、その熱処理方法および転がり軸受に関するものである。

【0002】

【従来の技術】 軸受部品の転動疲労に対して長寿命を与える熱処理方法として、焼入れ加熱時の雰囲気RXガス中に、さらにアンモニアガスを添加するなどして、その軸受部品の表層部に浸炭窒化処理を施す方法がある（たとえば特開平8-4774号公報、特開平11-101247号公報）。この浸炭窒化処理を用いることにより、表層部を硬化させ、さらにミクロ組織中に残留オーステナイトを生成させ、転動疲労寿命を向上させることができる。

【0003】

【発明が解決しようとする課題】 しかしながら、上記の浸炭窒化処理方法は拡散処理のため、長時間高温に保持

する必要があるので、組織が粗大化する等して割れ強度の向上を図ることは困難である。また、残留オーステナイトの増加による経年寸法変化率の増大も問題となる。

【0004】 一方、転動疲労に対して長寿命を確保し、割れ強度を向上させ、経年寸法変化率の増大を防ぐには、鋼の合金設計によって行なうことが可能である。しかし合金設計によると、原材料コストが高くなるなどの問題点が発生する。

【0005】 今後の軸受部品には、使用環境の高荷重化、高温化に伴い、従来よりも、大きな荷重条件でかつより高温で使用できる特性を備えることが要求される。このため、転動疲労特性が長寿命で、高度の割れ強度と寸法安定性とを有する軸受部品が必要になる。

【0006】 本発明は、転動疲労に対して長寿命であり、高度の割れ強度を有し、経年寸法変化率の増大が抑制された軸受部品、その熱処理方法および転がり軸受を提供することを目的とする。

【0007】

【課題を解決するための手段】 本発明の軸受部品の熱処理方法は、軸受部品の熱処理方法であって、軸受部品用の鋼をA₁変態点を超える浸炭窒化処理温度で浸炭窒化処理した後、A₁変態点未満の温度に冷却し、その後、A₁変態点以上で浸炭窒化処理の温度未満の焼入れ温度域に再加熱し、焼入れを行なう（請求項1）。

【0008】 この構成により、浸炭窒化処理後A₁変態点未満の温度に冷却した後に最終的な焼入れを行なうことで、オーステナイト粒径を細かくすることができる。この結果、シャルピー衝撃値、破壊靭性値、割れ強度、転動疲労寿命などを向上させることができる。

【0009】 さらに、たとえばオーステナイトが変態する温度にまで冷却することにより、浸炭窒化処理の際のオーステナイト粒界と最終焼入れの際のオーステナイト粒界とを無関係にすることができる。さらに、最終焼入れの際の加熱温度が浸炭窒化処理時の加熱温度よりも低いので、浸炭窒化処理の効果が及ぶ表層部における未溶解セメンタイト量は浸炭窒化処理のときよりも増大する。このため最終焼入れの加熱温度において、浸炭窒化処理のときより、未溶解セメンタイト量の比率が増大し、オーステナイト量の比率が低下する。しかも、鉄-炭素2元状態図から、セメンタイトとオーステナイトとの共存領域において、焼入れ温度の低下にともないオーステナイトに固溶する炭素濃度も低くなる。

【0010】 最終焼入れ温度に加熱したとき、オーステナイト粒の成長を妨げる未溶解セメンタイト量が多いために、オーステナイト粒は微細となる。また、焼入れによってオーステナイトからマルテンサイトやベイナイトに変態した組織は炭素濃度が低いので、浸炭窒化処理温度から焼き入れた組織に比べて韧性に富んだ組織となる。

【0011】 なお、軸受部品用の鋼とは、軸受部品に通

3
常用いられる鋼であって、普通焼入れなどの熱処理が適用されて用いられる鋼である。

【0012】上記本発明の軸受部品の熱処理方法では、再加熱時の焼入れ温度域を、790℃～830℃の温度域とすることができます（請求項2）。

【0013】この構成により、オーステナイト結晶粒の成長が生じにくい温度に再加熱して焼入れするので、オーステナイト粒径を細かくすることができます。

【0014】本発明の軸受部品は、上記のいずれかの軸受部品の熱処理方法が行われ、オーステナイト結晶粒径を平均粒径で8μm以下とすることができます（請求項3）。

【0015】オーステナイト粒径を平均粒径で8μm以下とすることにより、転動疲労強度のみならず、シャルピー衝撃値、破壊靭性値、圧壊強度などを向上させることができます。

【0016】本発明の軸受部品は、軸受部品用の鋼からなる軸受部品であって、浸炭窒化層を備え、焼入れ後のミクロ組織において、そのオーステナイト結晶粒が平均粒径で8μm以下である（請求項4）。

【0017】この構成により、高い転動疲労寿命を有した上で、いずれも優れた、シャルピー衝撃値、破壊靭性値、圧壊強度などを確保することができます。

【0018】本発明の軸受部品の鋼は、浸炭窒化処理された表層以外の部分で、少なくとも炭素を0.6～1.2重量%、ケイ素を0.15～1.1重量%、マンガンを0.3～1.5重量%含むことができる（請求項5）。

【0019】上記の構成において、炭素が1.2重量%を超えると、球状化焼鉄を行なっても素材硬度が高いので冷間加工性を阻害し、冷間加工を行なう場合に十分な冷間加工量と、加工精度を得ることができない。また、浸炭窒化処理時に過浸炭組織になりやすく、割れ強度が低下する危険性がある。他方、炭素含有量が0.6重量%未満の場合には、所要の表面硬さと残留オーステナイト量を確保するのに長時間を必要としたり、再加熱後の焼入れで必要な内部硬さが得られにくくなる。

【0020】Si含有率を0.15～1.1重量%とするのは、Siが耐焼戻し軟化抵抗を高めて耐熱性を確保し、異物混入潤滑下での転がり疲労寿命特性を改善することができるからである。シリコン含有率が0.15重量%未満では異物混入潤滑下での転がり疲労寿命特性が改善されず、一方、1.1重量%を超えると焼きならし後の硬度を高くしすぎて冷間加工性を阻害する。

【0021】Mnは浸炭窒化層と芯部の焼入れ硬化能を確保するのに有効である。Mn含有率が0.3重量%未満では、十分な焼入れ硬化能を得ることができず、芯部において十分な強度を確保することができない。一方、Mn含有率が1.5重量%を超えると、硬化能が過大になりすぎ、焼きならし後の硬度が高くなり冷間加工性が

阻害される。また、オーステナイトを安定化しすぎて芯部の残留オーステナイト量を過大にして経年寸法変化を助長する。

【0022】なお、本発明の鋼は、言うまでもなくFeを主成分とし、上記の元素の他に不可避的不純物を含んでいる。不可避的不純物としては、リン（P）、硫黄（S）、窒素（N）、酸素（O）、アルミ（Al）などがある。これらの不可避的不純物元素の量は、それぞれ0.1重量%以下である。

10 【0023】本発明の軸受部品の鋼は、さらに、2.0重量%以下のクロムを含むことができる（請求項6）。

【0024】上記のように、さらに、2.0重量%以下のクロムを含むことにより、表層部においてクロムの炭化物や窒化物を析出して表層部の硬度を向上しやすくなる。Cr含有率を2.0重量%以下としたのは、2.0重量%を超えると冷間加工性が著しく低下したり、2.0重量%を超えて含有しても上記表層部の硬度向上の効果が小さいからである。

20 【0025】本発明の軸受部品は、転がり軸受における軌道輪および転動体の少なくとも一方であるようにできる（請求項7）。

【0026】この構成により、転動疲労寿命に優れ、高い耐割れ性を有する軌道輪および／または転動体を得ることができる。

【0027】本発明の転がり軸受は、上記のいずれかの軸受部品を含むことができる（請求項8）。

【0028】この構成により、疲労寿命に対する耐久性に優れ、高い耐割れ性を有する転がり軸受を得ることができます。

30 【0029】

【発明の実施の形態】次に図面を用いて本発明の実施の形態について説明する。図1は、本発明の実施の形態における転がり軸受を示す概略断面図である。図1において、この転がり軸受10は、外輪1と、内輪2と、転動体3とを主に有している。図面はラジアル軸受を表しているが、玉軸受、円すいころ軸受、ころ軸受、ニードルころ軸受も同様に本発明の実施の形態の対象になる。転動体3は、外輪1と内輪2との間に配置された保持器により転動可能に支持されている。これらの外輪1、内輪2および転動体3のうち少なくともいずれか一つの部材は、浸炭窒化層を有する鋼から構成され、かつ浸炭窒化層およびその内部の鋼のオーステナイト結晶粒度が平均粒径で8μm以下である。

40 【0030】図2は、本発明の実施の形態における熱処理方法を説明する図であり、また、図3は、その変形例を説明する図である。図2は1次焼入れおよび2次焼入れを行なう方法を示す熱処理パターンであり、図3は焼入れ途中で材料をA₁変態点温度未満に冷却し、その後、再加熱して最終的に焼入れる方法を示す熱処理パターンである。これらの図において、処理T1では鋼の素

5
地に炭素や窒素を拡散させまた炭素の溶け込みを十分に行なった後、A₁変態点未満に冷却する。次に、図中の処理T2において、処理T1よりも低温に再加熱し、そこから油焼入れを施す。

【0031】上記の熱処理を普通焼入れ、すなわち浸炭窒化処理に引き続いてそのまま1回焼入れするよりも、表層部分を浸炭窒化しつつ、割れ強度を向上させ、経年寸法変化率を減少することができる。上記本発明の熱処理方法によれば、オーステナイト結晶粒の粒径が従来の2分の1以下となるミクロ組織を得ることができる。上記の熱処理を受けた軸受部品は、転動疲労に対して長寿命であり、割れ強度を向上させ、経年寸法変化率も減少させることができる。

【0032】

【実施例】図4は、軸受部品のミクロ組織、とくにオーステナイト粒を示す図である。図4(a)は本発明例の軸受部品であり、図4(b)は従来の軸受部品である。すなわち、上記図2に示す熱処理パターンを適用した軸受鋼のオーステナイト結晶粒度を図4(a)に示す。また、比較のため、従来の熱処理方法による軸受鋼のオーステナイト結晶粒度を図4(b)に示す。また、図5(a)および図5(b)に、上記図4(a)および図4(b)を図解したオーステナイト結晶粒度を示す。これらオーステナイト結晶粒度を示す組織より、従来のオーステナイト粒径はJIS規格の粒度番号で10番であり、また本発明による熱処理方法によれば12番の細粒を得ることができる。また、図4(a)の平均粒径は、切片法で測定した結果、5.6μmであった。また、焼入れ温度を830°Cとすると、平均粒径は8μm程度になる。

【0033】次に、下記のA材、B材およびC材について、一連の試験を行なった。熱処理用素材には、JIS規格SUJ2材(1.0重量%C-0.25重量%S-0.4重量%Mn-1.5重量%Cr)を用い、A材～C材に共通とした。

(A材：比較例)：普通焼入れのみ(浸炭窒化処理せず)。

(B材：比較例)：浸炭窒化処理後にそのまま焼き入れる(従来の浸炭窒化焼入れ)。浸炭窒化処理温度845°C、保持時間150分間。浸炭窒化処理の雰囲気は、RXガス+アンモニアガスとした。

(C材：本発明例)：図3の熱処理パターンを施した軸受鋼。浸炭窒化処理温度845°C、保持時間150分間。浸炭窒化処理の雰囲気は、RXガス+アンモニアガスとした。最終焼入れ温度は800°Cとした。

【0034】(1) 転動疲労寿命

転動疲労寿命試験の試験条件および試験装置の略図を、表1および図6に示す。図6(a)は転動疲労寿命試験装置の正面図であり、図6(b)は側面図である。駆動ロール11によって回転駆動される転動疲労寿命試験片1

は、案内ロール13に支持された(3/4)"ボール13と接触し、面圧を発生させる。所定の面圧の下で、転動させ、転動疲労寿命試験片1に損傷が発生するまでの転動回数を調べる。この転動疲労寿命試験結果を表2に示す。

【0035】

【表1】

試験片	Φ12×L22円筒試験片
試験数	10個
相手鋼球	3/4"(19.05mm)
接触面圧	5.88GPa
負荷速度	46240cpm
潤滑油	ターピンVG68 強制循環給油

【0036】

【表2】

表2 試験結果

材質	寿命(負荷回数)		L ₁₀ の比
	L ₁₀ (×10 ⁴ 回)	L ₁₀ (×10 ⁴ 回)	
A材	8017	18648	1.0
B材	24656	33974	3.1
C材	43244	69031	5.4

【0037】表2によれば、比較例のB材は、同じく比較例で普通焼入れのみを施したA材のL₁₀寿命(試験片10個中1個が破損する寿命)の3.1倍を示し、浸炭窒化処理による長寿命化の効果が認められる。これに対して、本発明例のC材は、B材の1.74倍、またA材の5.4倍の長寿命を示している。この改良の主因はミクロ組織の微細化によるものと考えられる。

【0038】(2) シャルピー衝撃試験

シャルピー衝撃試験は、Uノッチ試験片を用いて、JISZ2242に準じた方法により行なった。試験片には、JISZ2202に示されたUノッチ試験片(JIS3号試験片)を用いた。試験結果を表3に示す。

【0039】

【表3】

表3 シャルピー衝撃強度試験

材質	シャルピー衝撃値(J/cm ²)	衝撃値の比
A材	6.7	1.0
B材	5.3	0.8
C材	6.7	1.0

【0040】浸炭窒化処理を行なったB材(比較例)のシャルピー衝撃値は、普通焼入れのA材(比較例)よりも高くなかったが、C材はA材と同等の値が得られた。

【0041】(3) 静的破壊韧性値の試験

図7は、静的破壊韧性試験の試験片を示す図である。この試験片のノッチ部に、予き裂を約1mm導入した後に、3点曲げによる静的荷重を加え、破壊荷重Pを求め

た。破壊靭性値 (K_{Ic} 値) の算出には次に示す (1) 式

$$K_{Ic} = (P L \sqrt{a} / B W^2) \{ 5.8 - 9.2 (a/W) + 43.6 (a/W)^2 - 75.3 (a/W)^3 + 77.5 (a/W)^4 \} \dots (1)$$

【0042】

【表4】

材質	試験数	K_{Ic} (MPa \sqrt{m})	K_{Ic} の比
A材	3個	16.3	1.0
B材	3個	16.1	1.0
C材	3個	18.9	1.2

【0043】予き亀裂深さが浸炭窒化層深さよりも大きくなつたため、比較例のA材とB材とには違いはない。しかし、本発明例のC材は比較例に対して約1.2倍の値を得ることができた。

【0044】(4) 静圧壊強度試験

図8は、静圧壊強度試験の試験片を示す図である。図中、P方向に荷重を付加して、静圧壊強度試験を行なつた。試験結果を表5に示す。

【0045】

【表5】

表5 試験結果

材質	試験数	静圧壊強度(kgf)	静圧壊強度の比
A材	3個	4200	1.00
B材	3個	3500	0.84
C材	3個	4300	1.03

10 * 【0046】浸炭窒化処理を行なつてあるB材は普通焼入れのA材よりもやや低い値である。しかしながら、本発明のC材は、B材よりも静圧壊強度が向上し、A材と遜色ないレベルが得られている。

【0047】(5) 経年寸法変化率

保持温度130°C、保持時間500時間における経年寸法変化率の測定結果を、表面硬度、残留オーステナイト量(0.1mm深さ)と併せて表6に示す。

【0048】

【表6】

20

材質	試験数	表面硬度(HRC)	残留アモルファイト量(%)	寸法変化率($\times 10^{-5}$)	寸法変化率の比 ¹⁰
A材	3個	62.5	9.0	18	1.0
B材	3個	63.6	28.0	35	1.9
C材	3個	60.0	11.3	22	1.2

*: 小さい方が優れている

【0049】残留オーステナイト量の多いB材の寸法変化率に比べて、本発明例のC材は2分の1以下に抑制されていることがわかる。

【0050】(6) 異物混入潤滑下における寿命試験 玉軸受6206を用い、標準異物を所定量混入させた異物混入潤滑下での転動疲労寿命を評価した。試験条件を表7に、また試験結果を表8に示す。

【0051】

【表7】

荷重	Fr=6.66kN
接触面圧	Pmax=3.26Pa
回転速度	2000rpm
潤滑	ターピン56 油浴給油
異物量	0.4g/1000cc
異物	粒径100~180μm、硬さHv800

【0052】

【表8】

材質	L_{10} 寿命(h)	L_{10} の比
A材	20.0	1.0
B材	50.2	2.5
C材	45.8	2.3

40 【0053】A材に比べ、従来の浸炭窒化処理を施したB材は約2.5倍になり、また、本発明例のC材は約2.3倍の長寿命が得られた。本発明例のC材は、比較例のB材に比べて残留オーステナイトが少ないものの、窒素の侵入と微細化されたミクロ組織の影響でほぼ同等の長寿命が得られている。

【0054】上記の結果より、本発明例のC材、すなわち本発明の熱処理方法によって製造された軸受部品は、従来の浸炭窒化処理では困難であった転動疲労寿命の長寿命化、割れ強度の向上、経年寸法変化率の低減の3項目を同時に満足することができた。

50 【0055】今回開示された実施の形態はすべての点で例示であつて制限的なものではないと考えられるべきである。本発明の範囲は上記した説明ではなくて特許請求

の範囲によって示され、特許請求の範囲と均等の意味および範囲内でのすべての変更が含まれることが意図される。

【図面の簡単な説明】

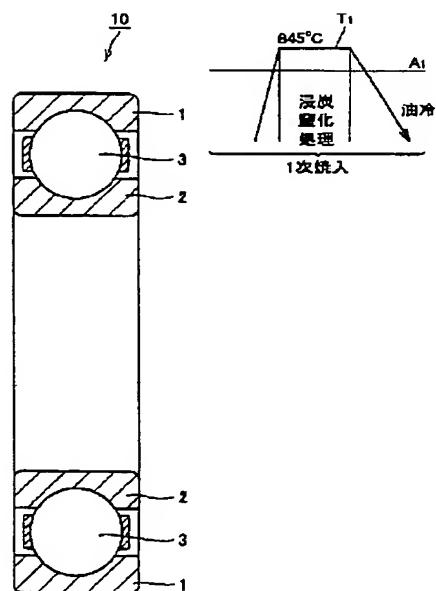
【図1】 本発明の実施の形態における転がり軸受を示す断面図である。

【図2】 本発明の実施の形態における熱処理方法を説明する図である。

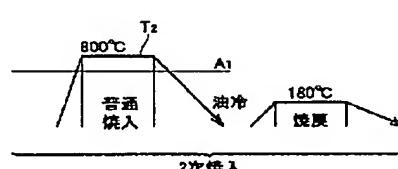
【図3】 本発明の実施の形態における熱処理方法の変形例を説明する図である。

【図4】 軸受部品のミクロ組織、とくにオーステナイト粒を示す図である。(a)は本発明例の軸受部品であり、(b)は従来の軸受部品である。

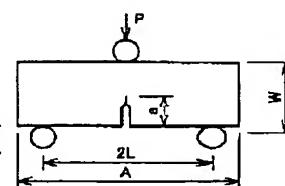
【図1】



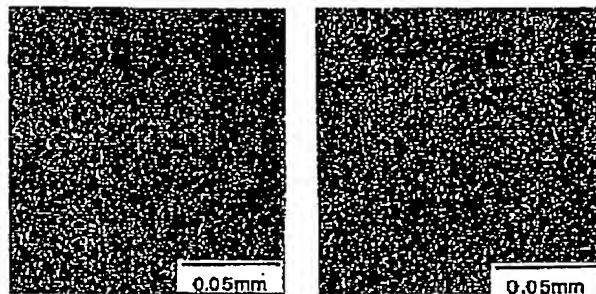
【図2】



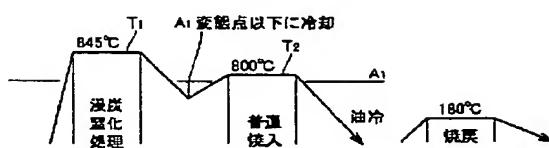
【図7】



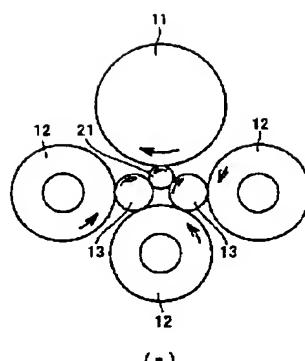
【図4】



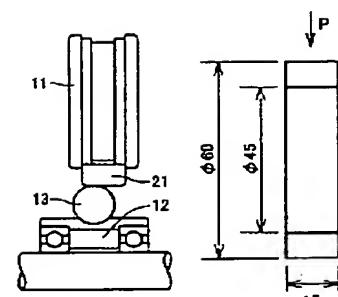
【図3】



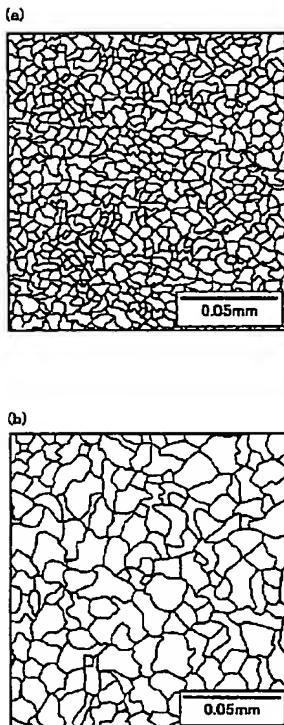
【図6】



【図8】



【図5】



フロントページの続き

(51) Int. Cl. ⁷	識別記号	F I	マーク(参考)
F 1 6 C	33/32	F 1 6 C	33/32
	33/34		33/34
	33/62		33/62
	33/64		33/64

F ターム(参考) 3J101 AA02 AA12 AA32 AA42 AA52
 AA62 BA10 BA70 DA02 DA03
 EA03 FA35 FA44 GA11
 4K028 AA03 AB01 AC01
 4K042 AA22 BA01 BA02 BA04 CA06
 DA01